第29卷　第2期
2015年2月

材料研究学报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 2
February 2015

退火温度对冷轧Fe-Mn-Al-C低密度钢性能的影响

杨富强　宋仁伯　李亚萍　孙　挺　王开坤　康　泰

(北京科技大学材料科学与工程学院　北京　100083)

摘 要 在850−1050℃范围内系统分析了冷轧Fe-Mn-Al-C钢的力学性能、金相组织、XRD图谱以及断裂行为, 研究其在退火过程中奥氏体、铁素体、碳化物与力学性能的转变规律。结果表明, 在850℃退火处理后冷轧Fe-Mn-Al-C钢的组织为奥氏体+带状δ-铁素体+α-铁素体+κ碳化物, 晶间网状铁素体和较高的碳化物含量使钢板具有较高的强度但是塑性极差, 发生解理断裂; 在900−1050℃钢板的基体为奥氏体组织, α-铁素体含量下降, 而带状δ-铁素体破碎呈不连续岛状分布; 当δ-铁素体长大程度超过奥氏体组织时, 铁素体含量增大, XRD峰值升高; 退火组织的转变导致抗拉强度随温度的升高而下降, 断后伸长率提高; 在1000℃时强塑积达到最高值, 得到强度与韧性的良好组合, 抗拉强度为1003.1 MPa, 断后伸长率为41.28%, 强塑积为41.41 GPa•%。为了使冷轧Fe-Mn-Al-C钢具有良好的强韧性, 退火温度不可低于950℃。同时, Fe-Mn-Al-C钢的测量密度为6.55 g•cm^{-3}, 减重效果显著, 达到16.6%。

关键词 金属材料, 低密度钢, 退火温度, 微观组织, 力学性能

分类号 TG142　　　　文章编号　1005-3093(2015)02-0108-07

Effect of Annealing Temperature on Properties of Cold Rolled Fe-Mn-Al-C Low Density Steel

YANG Fuqiang　SONG Renbo*　LI Yaping　SUN Ting　WANG Kaikun　KANG Tai

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Manuscript received August 11, 2014; in revised form December 2, 2014.

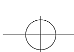
*To whom correspondence should be addressed, Tel: (010)82377990, E-mail: songrb@mater.ustb.edu.cn

ABSTRACT Effect of annealing treatment in a temperature range of 850-1050℃ on the evolution of microstructure involved with austenite, ferrite and carbides etc., as well as the mechanical properties and fracture behavior was studied for a cold rolled Fe-Mn-Al-C low density steel. The results show that the experimental steel annealed at 850℃ exhibits a complex microstructure consisted of austenite, banded δ-ferrite, α-ferrite and small amount of carbides; there also existed intercrystalline network of ferrite and carbides which resulted in higher strength and poor plasticity, thus the steel becomes susceptible to cleavage fracture; the steel annealed at 900-1050℃ consisted of recrystallized austenite as matrix, in which the volume fraction of α-ferrite decreased with the increasing temperature, while the band like δ-ferrite was crushed into islets and distributed in the matrix discontinuously; as the growth of δ-ferrite was more obvious than that of austenite, larger volume fraction of ferrite did occur, which resulted in high intensity of X-ray diffraction peaks of ferrite; the microstructure evolution during annealing lead to decrease of tensile strength and increase of total elongation with the increasing temperature; the experimental steel annealed at 1000℃ exhibits excellent combination of strength and ductility: i.e. tensile strength 1003.1 MPa, total elongation 41.28% and product of strength with ductility 41.4 GPa•%. Therefore, to acquire the optimal combination of strength and ductility, the cold-rolled Fe-Mn-Al-C steel should be annealed at temperatures above 950℃. Furthermore, the measured density of 6.55 g•cm^{-3} ensures this kind of ultra-high strength steel a remarkable weight reduction effect of 16.6%.

KEY WORDS metallic materials, low density steel, annealing temperature, microstructure, mechanical properties

为了应对日益严重的能源危机和环境污染, 现代汽车行业的发展趋势是轻量、节能、耐蚀与安全, 多采用高强度或超高强度钢板, 以降低钢板厚度实

2014年8月11日收到初稿; 2014年12月2日收到修改稿。
本文联系人: 宋仁伯, 教授



现轻量化设计[1]。在保证优异的强韧性基础上在Fe-Mn-Al-C钢中添加较高含量的轻质元素可增大钢的晶格常数和凭借较低的原子量降低其密度[2]。该钢具有类似于相变诱导塑性(TRIP)与孪晶诱导塑性(TWIP)钢的良好强韧性组合并具备良好的耐蚀性能。该钢曾在1950年代引发关注, 其目的是取代Cr-Ni不锈钢, 将其高强韧性与低密度特征相结合实现汽车轻量化。近年来国内外科研单位纷纷投入精力从事低密度、高强韧汽车用钢的研究, 尤其是德国马克斯•普朗克铁研究所、韩国韩巴国立大学相继开发全奥氏体、奥氏体基、铁素体基低密度汽车用钢[3-7]。在钢中添加Al能明显提高奥氏体层错能, 并抑制 $\gamma\rightarrow\varepsilon$ 转变[8]。当高锰钢有较高的Al元素含量时, 能得到奥氏体+铁素体两相组织[9]。不同于全奥氏体组织, 双相Fe-Mn-Al-C钢密度较低, 强度高, 减重效果明显。考虑到汽车行业发展的需要和减重效果, 双相Fe-Mn-Al-C钢将成为未来研究的重点。作为钢中的第二相, 铁素体有利于提高钢板的初始加工硬化率与抗拉强度, 但是其含量和分布影响钢板的塑性与断裂行为[10]。因此, 有必要研究退火温度对其组织和力学性能的影响, 确定其两相组织转变、碳化物析出规律和最佳工艺参数。

1 实验方法

实验用材料为低密度高强韧Fe-Mn-Al-C钢。采用真空熔炼炉铸造20 kg钢锭, 其主要化学成分列于表1。将钢锭锻造成截面尺寸为40 mm×80 mm的方形坯料, 用于热轧实验。将其在加热炉中在1170℃均匀化2 h后进行6道次热轧变形, 开轧温度为1050℃, 终轧温度为850℃, 卷取温度为550℃, 轧后厚度为4.8 mm。在1050℃保温1 h后水淬处理, 用四辊冷轧机进行冷轧变形, 轧后厚度为1.36 mm, 冷轧压下率为71.7%。退火工艺: 在850−1050℃保温30 min后水淬处理。

在冷轧板和退火试样上沿轧制方向切取标距为50 mm的非比例标准试样, 用CMT4105电子万能拉伸试验机测量其力学性能, 变形速率为 10^{-3} s^{-1}。用430SVD数显维氏硬度计测量钢板硬度(30 kg载荷); 用DMAX-RB型旋转阳极X射线衍射仪(XRD, Cu靶)分析在不同温度退火试样的相成分, 工作电压为40 kV, 工作电流为150 mA。将金相试样机械打磨抛光后用4%硝酸酒精溶液侵蚀, 在ZEISS EVO 18扫描电镜(SEM)下观察其微观组织形貌并进行能谱分析。用Sartoius BSA2245电子分析天平测量钢板密度(其值为6.55 g×cm^{-3}, 比纯铁下降了16.6%)。

2 结果和讨论

2.1 力学性能

室温拉伸实验显示, 冷轧后Fe-Mn-Al-C钢的抗拉强度为1744.4 MPa, 屈服强度为1553.2 MPa, 断后伸长率为4.00%, 强塑积为6.98 GPa•%。冷轧变形后钢板强度较高, 而塑性较差, 因此进行在850−1050℃保温30 min的退火处理, 以改善组织结构, 提高强韧性。在不同温度退火后钢板的力学性能, 列于表2。

850℃退火试样在拉伸变形过程中发生断裂, 无法测得其抗拉强度与屈服强度。其硬度的测量值为400.7 HV, 根据抗拉强度与硬度转换关系, 估计其抗拉强度约为1300 MPa, 断后伸长率为0.72%, 在该温度退火后钢板具有较高的抗拉强度而塑性较差。钢板的各项力学性能随温度变化关系如图1所示, 在850−1050℃

表1 实验用钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental steels (mass fraction, %)

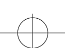
C	Mn	Al	Si	Nb	P	S	Fe
0.95	27.02	11.5	0.59	0.043	≤0.003	≤0.003	Bal.

表2 Fe-Mn-Al-C钢不同温度退火后的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Fe-Mn-Al-C steel at various annealing temperatures

T/℃	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	Elongation/%	R_m×Elongation/GPa•%	HV
850	-	-	0.72	-	400.7
900	1176.9	907.6	27.60	32.48	357.0
950	1089.9	847.8	35.68	38.89	331.5
1000	1003.1	738.1	41.28	41.41	308.9
1050	953.7	656.6	43.20	41.20	296.9

Note: R_m-tensile strength, $R_{p0.2}$-yield strength



抗拉强度与硬度随温度逐渐下降, 而断后伸长率不断上升。强塑积是反映钢板综合韧性的重要指标, 可以看出1000℃时强塑积数值达到最高值41.41 GPa·%, 而1050℃时塑性提高但抗拉强度下降到953.7 MPa, 导致强塑积数值略微下降, 为41.20 GPa·%。与冷轧钢板相比, 在900-1050℃退火处理可明显改善其塑性与强韧性。

图2给出了在900-1050℃退火后试样拉伸真实应力-应变曲线和加工硬化曲线。可以看出, 实验用钢表现为连续屈服, 没有明显的屈服平台; 真应力随着真实应变的增大而增大, 近似于线性关系, 且峰值应力随退火温度的升高而下降。对真实应力-应变曲线求导得到钢板的加工硬化曲线(θ=dσ/dε), 如图2b所示。在900℃退火后试样变形初期加工硬化较高, 且随应变的增大而迅速下降, 导致其断后伸长率较低[7]; 在950-1050℃退火处理后实验用钢表现为明显的连续加工硬化行为。当应变小于0.10时加工硬化率存在一定的波动范围; 当应变大于0.10时加工硬化率趋于稳定, 发生连续的加工硬化; 在变形后期加工硬化率逐渐下降, 当加工硬化率为0时对应于峰值应力。实验用钢的连续加工硬化使其拉伸真实应力随真实应变的增大而增大, 表现为高强度与高塑性的良好组合。

2.2 组织转变规律

退火温度对Fe-Mn-Al-C钢的相组成影响显著。图3a给出了850℃退火后钢的SEM像, 可见部分铁素体退火处理后形貌上保持带状组织特征, 沿轧制方向分布, 为高温 δ-铁素体, 而 α-铁素体在奥氏体晶界析出, 呈网状结构; 当温度为900℃时, 带状 δ-铁素体开始破碎分解, 而 α-铁素体含量下降, 奥氏体晶粒内出现明显的孪晶结构(图3b); 温度为950℃时碳化物完全溶解, 可观察到明显的晶界迁移与晶粒长大(图3c); 温度为1000-1050℃, α-铁素体不断减少, 而 δ-铁素体已逐渐破碎成岛状, 不连续的分布于奥氏体基体中, 且 δ-铁素体与奥氏体晶粒随温度的升高而逐渐长大, 退火孪晶贯穿奥氏体晶粒。

Fe-Mn-Al-C钢在850-1050℃退火处理后, 对试样进行XRD分析, 如图4所示。可以看出,

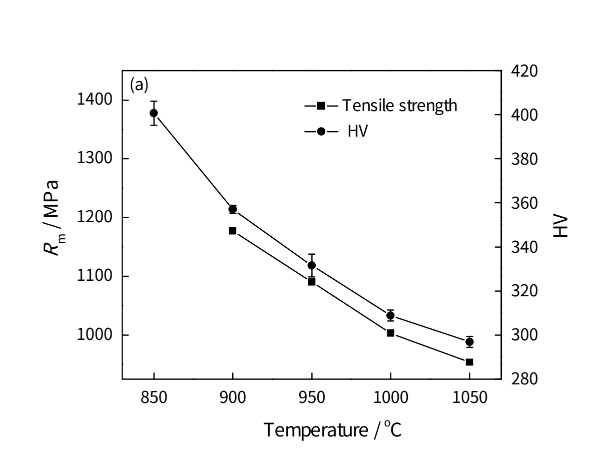
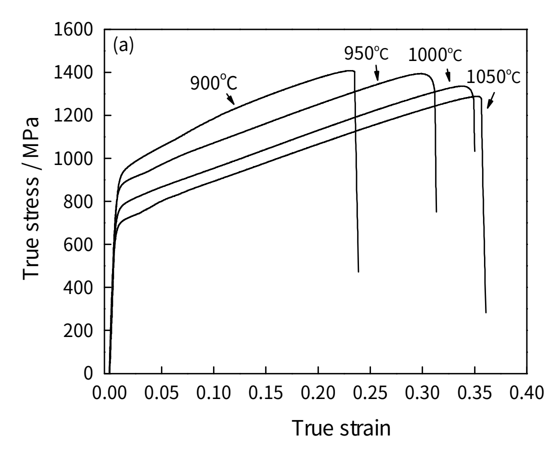


图1 实验用钢的抗拉强度与硬度、断后伸长率和强塑积随退火温度的变化

Fig.1 Mechanical properties evolution of experimental steel with annealing temperature, (a) tensile strength and hardness, (b) elongation and R_m × elongation



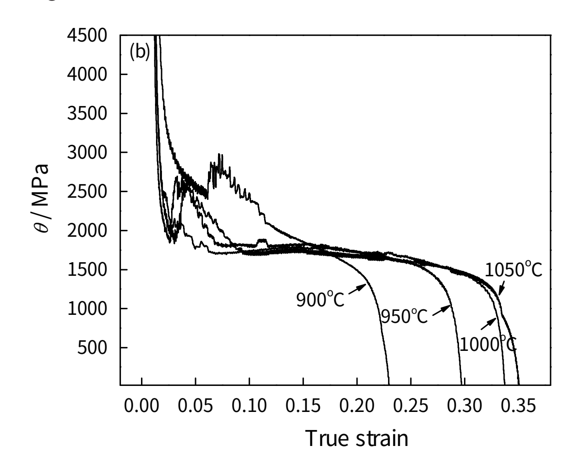


图2 不同温度退火后试样的真实应力-应变曲线和加工硬化曲线

Fig.2 True stress-strain curves (a) and corresponding dσ/dε curves (b) of steel annealed at various temperatures

在850℃退火处理的试样主要为奥氏体+铁素体+κ碳化物, 铁素体峰值为α-铁素体与δ-铁素体峰值叠加; 两相组织对比, 可见铁素体峰值明显高于奥氏体, 因为在退火过程中发生了共析反应, 即$\gamma \rightarrow \varepsilon + \kappa$碳化物[11, 12]。[(Fe, Mn)$_3$AlC] κ碳化物为面心结构, 只是中心原子为C原子取代[13], 因此κ碳化物衍射峰非常接近奥氏体衍射峰。

根据“绝热法”和XRD谱对不同温度退火试样的各相质量分数进行定量分析, 其计算公式为

$$W_i = \frac{I_i}{I_i + \dfrac{I_j}{K_i^j} + \dfrac{I_k}{K_i^k}}$$

式中, W_i为计算相的质量分数, I_i为计算相XRD累积峰值高度, I_j、I_k为其它两相XRD累积峰值强度, K为各相所对应PDF卡的RIR比值; 在950–1050℃ κ碳化物累积峰值强度为0。根据公式计算出的各相的质量分数, 如图5所示。退火温度为850℃时铁素体所占体积分数达到最高值52.5%, κ碳化物质量分数为32.5%, 而未转变奥氏体仅为15.0%; 退火温度为900℃时, 退火处理后主要为奥氏体基体+铁素体+κ碳化物, 奥氏体质量分数为58.2%, κ碳化物质量分数下降到10%; 随着退火温度的进一步提高, 碳化物完全固溶于基体当中, α-铁素体体积分数随温度的升高而下降, 在1000℃时铁素体质量分数达到最低

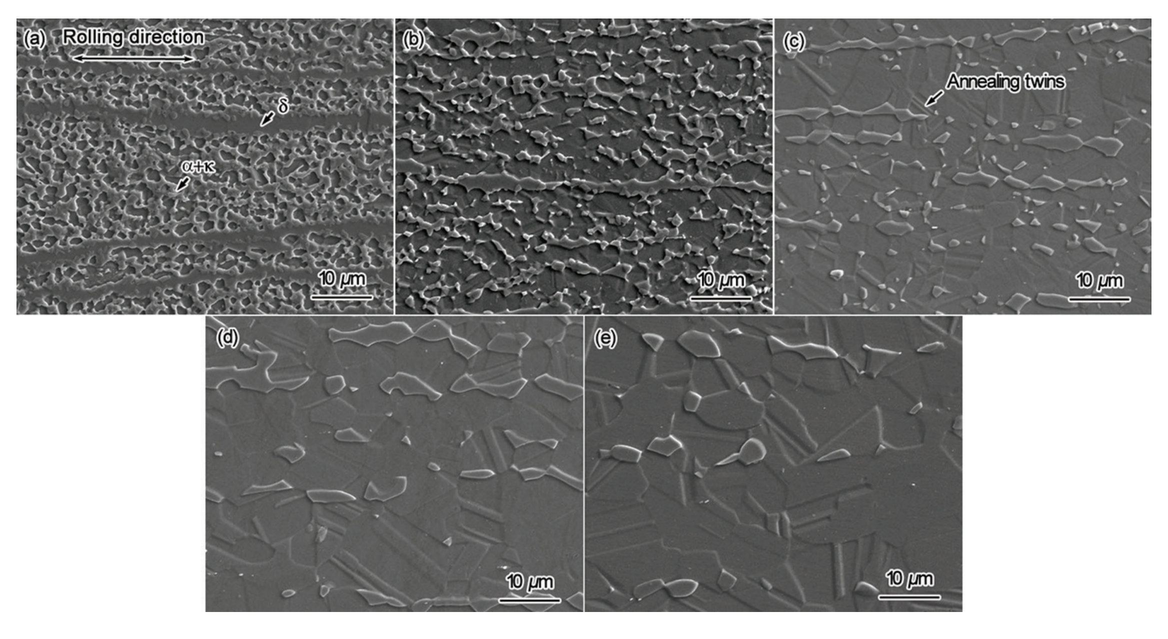


图3 在不同温度退火后实验用钢的SEM像

Fig.3 SEM images of experimental steel annealed at various temperatures, (a) 850℃, (b) 900℃, (c) 950℃, (d) 1000℃, (e) 1050℃

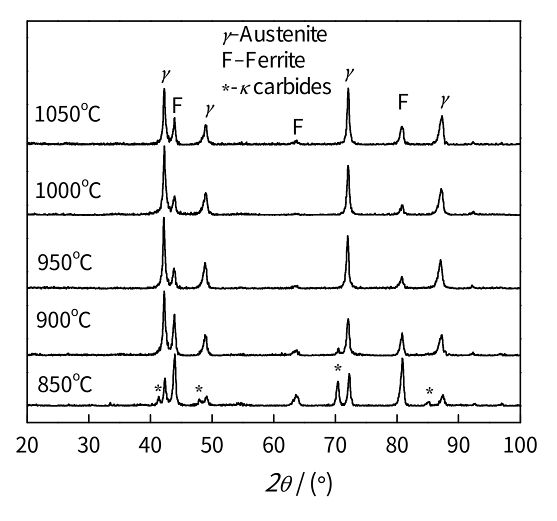


图4 在不同温度退火的实验用钢的XRD谱

Fig.4 XRD spectra of experimental steel at various temperatures

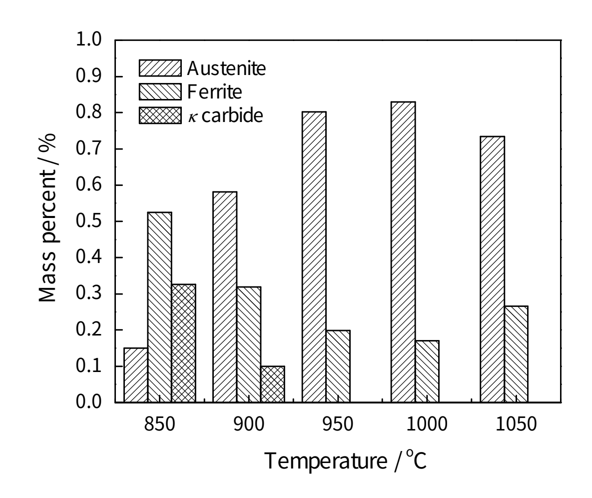


图5 不同温度下各相的质量分数

Fig.5 Mass fraction of phases at various temperatures

值17.1%; 当退火温度达到1050℃时, δ-铁素体不发生组织转变, 但是晶粒长大程度超过奥氏体, 质量分数增大到26.6%, 使XRD峰值升高。

2.3 断裂行为

图6给出了不同状态下钢板的拉伸断口形貌。冷轧钢板未退火前断口为韧窝形貌(图6a), 但韧窝较浅, 韧窝大小约为2 μm; 冷轧钢板虽然具有较高的强度, 但是其塑性较差。在850℃退火后为明显的脆性解理断裂, 为结晶状断裂特征。其原因是在该温度发生了 $\gamma \rightarrow \varepsilon + \kappa$ 碳化物转变, 形成网状铁素体, 且大量的 κ 碳化物在奥氏体晶界析出。这些网状结构和脆性碳化物在变形过程中直接承受载荷, 易于破碎形成裂纹并使裂纹沿晶界扩展, 造成试样沿晶界断裂; 同时, 在退火后的组织中有大量的带状 δ-铁素体组织, 其塑性协调性较差, 容易造成平行于断口方向的微裂纹(图6b)。在1050℃退火处理后, 实验用钢具有良好的强韧性, 拉伸断口为大小不等的韧窝, 韧窝壁光滑(图6c)。其原因是, 退火后钢板奥氏体基体组织具有良好的变形能力, 变形协调性强; 带状的 δ-铁素体完全破碎成岛状不连续分布, 易于形成大尺寸韧窝。

2.4 综合分析

对于双相Fe-Mn-Al-C钢, 铁素体的存在主要是由其较高的铁素体形成元素(Al)的含量与制备温度决定的。当Al含量超过9.5%或制备温度超过高温铁素体形成温度时得到一定含量的高温铁素体组织[9, 14], 这种铁素体组织在后续加工热处理过程中不能完全消除; 而 α-铁素体, 常出现在低温热处理或低温变形过程中[7, 15]。但目前国内外学者在研究双相Fe-Mn-Al-C钢过程中, 经常用"α"符号代表钢中的高温铁素体组织[5, 8, 16]。因此本文根据Fe-Mn-Al-C钢在不同温度退火过程中的组织转变, 对低温铁素体与高温铁素体组织进行了详细的区分, 以利于实验用钢的后续研究。

Fe-Mn-Al-C热轧实验用钢在1050℃固溶处理后为稳定奥氏体组织+δ-铁素体, 由于其较高的层错能和 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$, 冷轧变形后仍为奥氏体/铁素体双相组织结构, 没有发生马氏体相变; 而 δ-铁素体, 轧制变形后形成带状组织沿轧向分布。图7给出了Thermal-Calc软件计算平衡相图和XRD测量结果。热力学计算结果(实线)表明, 该成分体系的实验用钢熔点为1335℃, 并在冷却过程中首先析出 δ-铁素体; 当低于1250℃时为奥氏体+δ-铁素体两相组织。用Thermal-Calc软件对实验用钢的模拟计算结果, 主要反映了在平衡状态下的组织结构, 但是各相的质量分数与XRD测量结果(虚线)有一定的差别。因为热力学计算各相质量分数是基于原子比例, 未考虑各相中的原子密度, 而XRD分析是基于其峰值高度与质量分数, 例如铁素体中Al含量较高而密度较低, 实际铁素体质量分数低于计算值; 同时, 实验用钢经历了冶炼、锻造、热轧、固溶处理、冷轧退火等一系列成形工艺, 不处于绝对平衡状态, 热轧与固溶处理后钢板的奥氏体质量分数超过80%。在850℃退火时部分奥氏体发生共析转变($\gamma \rightarrow \alpha + \kappa$), 导致奥氏体质量分数低于计算值, 而铁素体反之; 在950–1050℃实际奥氏体质量分数高于计算值, 且在1000℃时奥氏体质量分数达到最高值82.9%, 而计算值为65.1%。同时, 在900℃退火后钢中的 κ 碳化

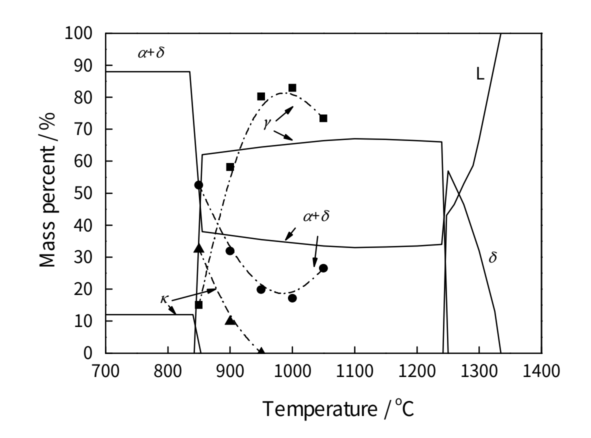


图7 Thermal-Calc计算平衡相图和XRD计算结果

Fig.7 Equilibrium phase diagram by Thermal-Calc software and XRD result

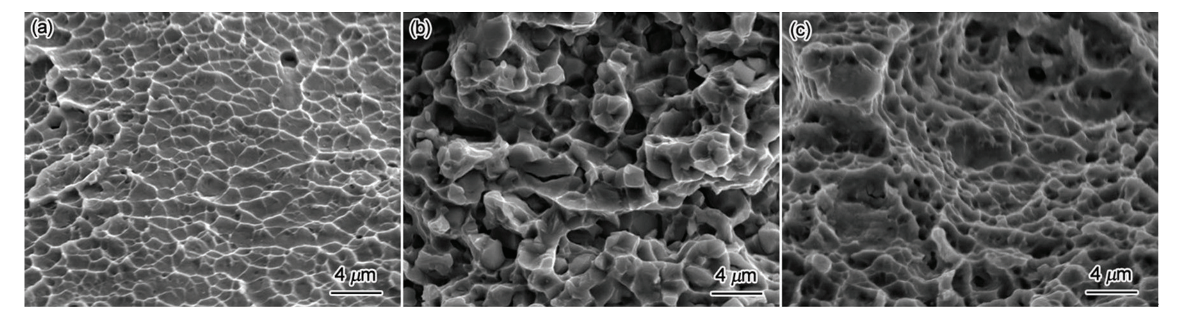
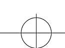


图6 实验用钢的拉伸断口形貌

Fig.6 Tensile fractures of experimental steel, (a) cold rolled, (b) annealed at 850℃, (c) annealed at 1050℃



物质量分数为10.0%, 950℃时降低到0。这表明, 奥氏体共析反应转变温度在900−950℃, 而计算转变温度在850℃左右。

在退火过程中, 再结晶奥氏体形核主要发生在原始奥氏体与δ-铁素体界面[17]。但是SEM观察发现, 在850℃退火转变过程中形成大量颗粒状组织, 大小为1−2 μm, 且沿轧向分布于δ-铁素体内部或δ/γ界面, 其线扫描结果如图8所示。可以看出, 粒物组

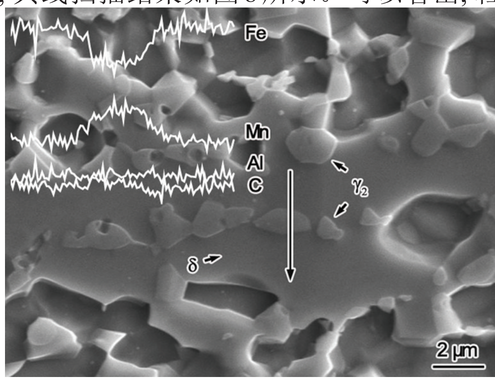


图8 在850℃退火的δ-铁素体中γ_2形貌及线扫描结果

Fig.8 γ_2 morphology within the δ-ferrite annealed at 850℃ and corresponding line scanning result

织中的Mn元素明显高于δ-铁素体, 而Fe含量较低。Mn元素偏析常出现在高锰钢中, 奥氏体与铁素体分别对应于其富锰区和贫锰区[18], 二者的Mn元素含量存在一定差异, 颗粒组织中的Mn元素明显偏高, 根据Cr-Ni双相不锈钢的高温时效行为推断δ-铁素体中形成二次奥氏体(γ_2)[19-21]。二次奥氏体主要形成在时效处理过程中, 通过控制奥氏体体积分数可改善其力学性能。

退火温度决定实验用钢的组织结构与力学行为。当退火温度为850℃时大部分奥氏体组织转变形成网状铁素体与碳化物, 剩余奥氏体体积分数约为15.0%, 导致其室温变形过程中发生解理断裂, 强韧性极差。在900℃退火处理后奥氏体转变体积分数减小, 仍为奥氏体基体。实验用钢中较高的Al、C等合金元素提高其奥氏体层错能, 变形机理为位错滑移机制。虽然铁素体与碳化物的存在将提高拉伸变形的初始加工硬化率和抗拉强度, 但是阻碍变形奥氏体中位错滑移, 增大位错运动阻力, 导致加工硬化率迅速下降[22]。在950−1050℃退火处理后α-铁素体含量降低, 奥氏体晶粒的粗化与碳化物的完全固溶于基体中, 导致钢板的抗拉强度下降, 塑性提高[23]。为了减少κ碳化物对Fe-Mn-Al-C钢力学性能的不利影响, 其退火温度不可低于950℃。

3 结　论

1. 退火温度对Fe-Mn-Al-C钢力学性能的影响显著, 可显著降低钢板强度而提高其强韧性, 退火温度为1000℃时抗拉强度为1003.1 MPa, 断后伸长率为41.28%, 强塑积达到最高值的41.41 GPa·%。

2. 铁素体可提高钢板拉伸的初始加工硬化率, 但是较高的铁素体含量促使加工硬化率迅速下降, 钢板具有较高的强度而塑性较差; 当退火温度为950−1050℃时, Fe-Mn-Al-C钢表现为连续的加工硬化行为, 具有稳定的较高的加工硬化率。

3. 在850℃退火处理后出现的网状α-铁素体和κ碳化物不利于塑性变形, 拉伸变形时发生脆性解理断裂; 提高退火温度有利于降低α-铁素体与碳化物含量, 提高冷轧板的强韧性; 带状的δ铁素体在退火过程中发生破碎分解, 并随着温度的提高而逐渐长大; 为了使实验用钢具有良好的强韧性, 退火温度不可低于950℃。

参 考 文 献

1 TANG Di, MI Zhenli, CHEN Yulai, Technology and research and development of advanced automobile steel abroad, Iron and Steel, **40**(6), 1(2005)
(唐　荻, 米振莉, 陈雨来, 国外新型汽车用钢的技术要求及研究开发现状, 钢铁, **40**(6), 1(2005))

2 D. Suh, N. J. Kim, Low-density steels, Scripta Materialia, **68**(6), 337(2013)

3 Z. H. Cai, H. Ding, R. D. K. Misra, H. Kong, H. Y. Wu, Unique impact of ferrite in influencing austenite stability and deformation behavior in a hot-rolled Fe-Mn-Al-C steel, Materials Science and Engineering: A, **595**, 86(2014)

4 H. Ding, Z. Tang, W. Li, M. Wang, D. Song, Microstructures and Mechanical Properties of Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP Steels, Journal of Iron and Steel Research, International, **13**(6), 66(2006)

5 G. Frommeyer, Udo Brux, Microstructure and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C lihgt-weight TRIPLEX steel, Steel Research Int., **77**(9), 627(2006)

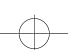
6 O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, L. W. Meyer, High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development- properties-application, International Journal of Plasticity, **16**(10), 1391(2000)

7 J. D. Yoo, S. W. Hwang, K. Park, Factors influencing the tensile behavior of a Fe-28Mn-9Al-0.8C steel, Materials Science and Engineering: A, **508**(1), 234(2009)

8 A. Imandoust, A. Zarei-Hanzaki, S. Heshmati-Manesh, S. Moemeni, P. Changizian, Effects of ferrite volume fraction on the tensile deformation characteristics of dual phase twinning induced plasticity steel, Materials & Design, **53**, 99(2014)

9 I. Kalashnikov, O. Acselrad, A. Shalkevich, C. Pereira L, Chemical composition optimization for austenitic steels of the Fe-Mn-Al-C system, Journal of Materials Engineering and Performance, **9**(6), 597(2000)

10 A. Etienne, V. Massardier-Jourdan, S. Cazottes, X. Garat, M. Soler, I. Zuazo, X. Kleber, Ferrite effects in Fe-Mn-Al-C triplex steels,



Metallurgical and Materials Transactions A, **45**(1), 324(2014)

11 H. Kim, D. Suh, N. J. Kim, Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties, Science and Technology of Advanced Materials, **14**(1), 14205 (2013)

12 M. C. Li, H. Chang, P. W. Kao, D. Gan, The effect of Mn and Al contents on the solvus of κ phase in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys, Materials Chemistry and Physics, **59**(1), 96(1999)

13 M. C. Haa, K. Jin-Mo, J. Lee, S. W. Hwang, K. Park, Tensile deformation of a low density Fe-27Mn-12Al-0.8C duplex steel in association with ordered phases at ambient temperature, Materials Science & Engineering A, **586**, 276(2013)

14 K. Ishida, H. Ohtanl, N. Satoh, R. Kainuma, T. Nishizawa, Phase equilibra in Fe-Mn-Al-C alloys, ISIJ Int, **30**(8), 680(1990)

15 K. Lee, S. Park, Y. S. Choi, S. Kim, T. Lee, K. H. Oh, H. N. Han, Dual-scale correlation of mechanical behavior in duplex low-density steel, Scripta Materialia, **69**(8), 618(2013)

16 Z. Q. Wu, H. Ding, H. Y. Li, M. L. Huang, F. R. Cao, Microstructural evolution and strain hardening behavior during plastic deformation of Fe-12Mn-8Al-0.8C steel, Materials Science and Engineering: A, **584**, 150(2013)

17 V. Torabinejad, A. Zarei-Hanzaki, S. Moemeni, A. Imandoust, An investigation to the microstructural evolution of Fe-29Mn-5Al dual-phase twinning-induced plasticity steel through annealing, Materials & Design, **32**(10), 5015(2011)

18 C. Seo, K. H. Kwon, K. Choi, N. J. Kim, K. Kim, J. H. Kwak, S. Lee, N. J. Kim, Deformation behavior of ferrite-austenite duplex lightweight Fe-Mn-Al-C steel, Scripta Materialia, **66**(8), 519(2012)

19 G. Fargas, M. Anglada, A. Mateo, Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, **209**(4), 1770(2009)

20 H. Cho, K. Lee, Effect of cold working and isothermal aging on the precipitation of sigma phase in 2205 duplex stainless steel, Materials Characterization, **75**, 29(2013)

21 H. L. X. Jin, Secondary austenite morphologies in fusion zone of welded joint after postweld heat treatment with a continuous wave laser, Journal of Materials Science & Technology, **28**(3), 249(2012)

22 K. Choi, C. Seo, H. Lee, S. K. Kim, J. H. Kwak, K. G. Chin, K. Park, N. J. Kim, Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe-28Mn-9Al-0.8C steel, Scripta Materialia, **63**(10), 1028(2010)

23 S. S. Sohna, B. J. Leea, S. Leea, N. J. Kimb, J. H. Kwakc, Effect of annealing temperature on microstructural modification and tensile properties in 0.35C-3.5Mn-5.8Al lightweight steel, Acta Mater., **61**(13), 5050(2013)